

рость тепловыделения, что стимулирует образование основной фазы в соответствии со стехиометрическим составом. Последнее определяет наличие второго максимума на термограмме, который дает возможность дореагирования системы. В дальнейшем происходит остывание продукта как инертного тела.

Сравнительно быстрое остывание шихты при размерах частиц  $130 \pm 23$  мкм не дает возможности реализации процесса вторичного структурообразования, вместо второго пика появляется плато, система не успевает перейти в равновесное состояние в соответствии с исходной стехиометрией.

### Выводы

Из проведенной серии экспериментов следует, что фазовый состав продукта СВ-синтеза, проведенного в режиме теплового взрыва в системе Ti+3Al, зависит от размера частиц, причем моно-

фазный продукт стехиометрии  $TiAl_3$  получается как на мелких (в условиях эксперимента  $55 \pm 7$  мкм), так и на крупных ( $180 \pm 32$  мкм) размерах частиц титана по окончании индукционного периода. На промежуточной фракции ( $130 \pm 23$  мкм) по окончании индукционного периода продукт синтеза является многофазным. Подобный аномальный эффект объясняется тем, что при малых размерах частиц время полного выгорания сопоставимо со временем индукции и теплоотвод не успевает оказать существенного влияния на процесс фазообразования. Синтез заканчивается на этапе первичного структурообразования. При больших размерах частиц большое время диффузии создает условия для интенсивного протекания процесса вторичного структурообразования, что проявляется в появлении второго пика на термограмме. Связанный с этим рост температуры стимулирует образование фазы, соответствующей исходной стехиометрии.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Анциферов В.Н., Сметкин А.А. Механически легированные интерметаллические сплавы алюминидов титана // Перспективные материалы. – 2003. – № 6. – С. 12–15.
2. Мержанов А.Г. Процессы горения конденсированных систем. Новое направление исследований // Вестник АН СССР. – 1979. – № 8. – С. 10–18.

3. Евстигнеев В.В., Вольпе Б.М., Милюкова И.В., Сайгутин Г.В. Интегральные технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. – М.: Высшая школа, 1996. – 274 с.
4. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов / Е.А. Борисова, Г.А. Бочвар, М.Я. Брун и др.; под ред. С.Г. Глазунова и Б.А. Колачева (отв. ред.). – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.

Поступила 14.11.2006 г.

УДК 538.9:621.785.6

## ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРУЖИННОГО Cr-Ni СПЛАВА ПОСЛЕ СТАРЕНИЯ

М.К. Скаков, Е.Б. Мукажанов, Д. Ерболатулы, Ж.М. Исаева

Восточно-Казахстанский государственный университет им. С. Аманжолова, г. Усть-Каменогорск, Казахстан

*Установлено, что старение закаленного сплава 47ХНМ при температуре 500 °С в течение 5...10 ч не приводит к распаду пересыщенного твердого раствора, при повышении температуры старения до 600 °С начинают проявляться признаки распада в частях  $\alpha$ -фазы гомогенного типа. Показано, что после старения при 700 °С закаленных образцов интенсивно развивается прерывистый распад с выделением некогерентной  $\alpha$ -фазы на основе хрома, причем объемная доля его возрастает с увеличением времени старения, достигая максимальных значений за 5...10 ч старения.*

Как известно [1], из-за высоких упругих свойств дисперсионно-твердеющие сплавы на Ni-Cr основе применяются при изготовлении упругочувствительных элементов различных приборов и машин. Помимо этого сплавы Ni-47Cr-Mo являются перспективными материалами для элементов конструкции ядерных и термоядерных реакторов [2]. В работе [3] показано, что можно существенно улучшить радиационную стойкость сплава 47ХНМ, путем изменения исходного структурно-фазового состояния.

Исследования [4] закаленного сплава 47ХНМ показывают, что на фазово-структурное состояние образцов влияют температура закалки, время выдержки под закалку и скорости охлаждения. В работе [5] выявлены особенности изменения механических свойств сплава 47ХНМ в зависимости от режимов закалки, определены оптимальные условия закалки.

Целью настоящей работы является исследование изменений микроструктуры пружинного сплава 47ХНМ при старении в интервале температур 500...700 °С.

### Материал и методика исследования

В качестве материала исследования в настоящей работе выбран дисперсионно-твердеющий сплав 47ХНМ стандартного химического состава (47 % – Cr, 5 % – Mo, ост. – Ni).

При проведении термических обработок сплава 47ХНМ нагрев под закалку от 1250 °С в течение 1...2 мин и старение в интервале температур 500...700 °С производили в лабораторных трубчатых электропечах сопротивления типа СУОЛ-0,4.4/12-М2-У4.2 в вакууме с остаточным

давлением не более 1 Па. Состояние образцов фиксировали закалкой в холодной воде.

Структурно-фазовое состояние образцов исследовали с помощью оптических (НЕОРНОТ-21, МИМ-7) и электронного (ЭМ-125К) микроскопов.

Шлифы для металлографических исследований полировали и травили электролитическим методом в 10 %-ном уксусно-хлорном электролите. По микроструктуре контролировали величину зерен, механизмы выделения и объемную долю фаз, наличие двойников и других дефектов.

Образцы для электронной микроскопии в виде дисков готовили методом струйной электрополировки, а также методом утонения фольг.

### Результаты и их обсуждение

Металлографические и электронномикроскопические исследования образцов, состаренных в температурном интервале 500...600 °С, показали (рис. 1 и 2), что в сплаве происходят сложные процессы образования ближнего порядка, расслоения и начальных стадий распада, нашедших свое отражение на микродифракционной картине (рис. 2, в).

После старения при 500 °С в течение 5...10 ч структура сплава практически не отличается от структуры закаленного сплава (рис. 1) Границы зерен хорошо продекорированы частицами  $\alpha$ -фазы и мелкими частицами, возможно, карбидами хрома или молибдена. Внутри зерен, так же как и в случае закаленных образцов, наблюдается большое количество двойников отжига. Они обычно выглядят как

полосы, ограниченные параллельными линиями, связанные с когерентными им плоскостями {111}.

Если в закаленном сплаве, состаренном при 500 °С двойники часто не пересекают все зерна, а обрываются внутри зерна, то при 600 °С старения внутризеренные двойники полностью отсутствуют в структуре сплава (рис. 2, а). Характерной особенностью границ зерен после указанных термообработок является отсутствие их искривленности и, как следствие, стабильность и равноосность структуры. Правда, на некоторых участках наблюдается неоднородность структуры (очень высокое содержание мелких частиц  $\alpha$ -фазы) вызванное, по-видимому, литейными дефектами сплава (рис. 2, а).

В микроструктуре образцов, состаренных при 600 °С, начинают наблюдаться некоторые изменения по сравнению с образцами, состаренными при 500 °С. В первую очередь это касается структурных изменений в частицах  $\alpha$ -фазы (рис. 2, б), в которых более четко, чем при 500 °С начинает проявляться распад пересыщенного твердого раствора, вероятно, зонного типа. На точечных микроэлектрограммах, снятых с крупных частиц  $\alpha$ -фазы, появляются длинные тяжи, проходящие как через боковые рефлексы, так и через центральное пятно. Это свидетельствует не только об образовании пластинчатых выделений, но и наличии больших деформационных искажений. В  $\gamma$ -матрице сплава в исследованном интервале температур старения никаких признаков распада не обнаружено.

Наиболее интересными являются результаты исследования структурных и фазовых превраще-

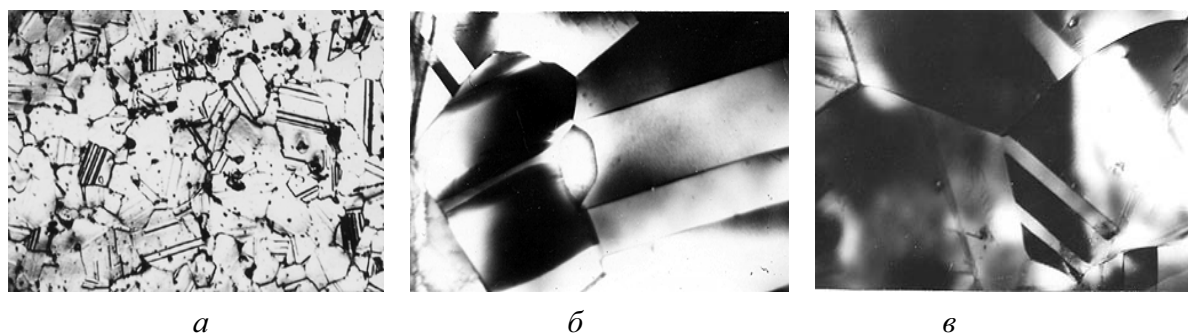


Рис. 1. Микроструктура сплава 47ХНМ после термической обработки по режиму: закалка от 1250 °С, 1 мин., старение при 500 °С с различной выдержкой: а) 1 ч,  $\times 450$ ; б) 10 ч.,  $\times 8500$ ; в) 10 ч,  $\times 8500$

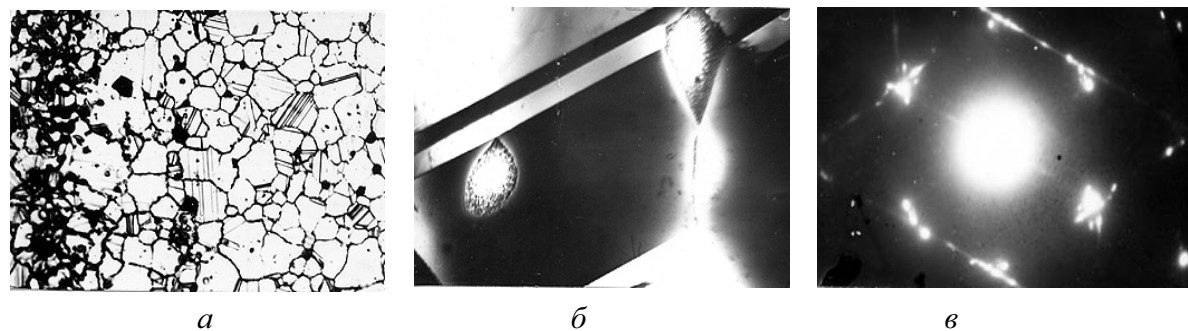
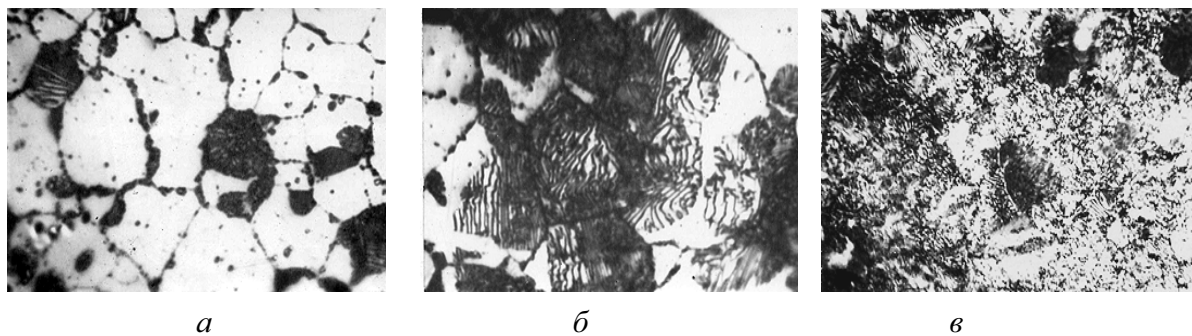
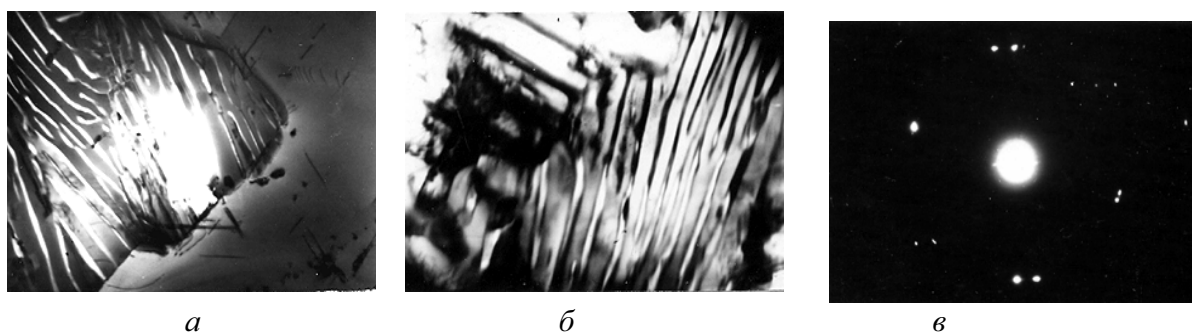


Рис. 2. Микроструктура сплава 47ХНМ после термической обработки по режиму: закалка от 1250 °С, 1 мин., старение при 600 °С с различной выдержкой: а) 2 ч,  $\times 450$ ; б) 10 ч,  $\times 6500$ ; в) микродифракционная картина от структуры на рис. 2, б



**Рис. 3.** Оптические микрофотографии структуры предварительно закаленного от 1250 °С, 1 мин. сплава после старения: а) 700 °С, 1 ч,  $\times 1000$ ; б) 700 °С, 100 ч,  $\times 1000$



**Рис. 4.** Структура состаренного сплава 47XNM после закалки от 1250 °С, 1 мин.: а) 700 °С, 1 ч,  $\times 10000$ ; б) 700 °С, 3 ч,  $\times 20000$ ; в) микродифракционная картина к рис. 5, б

ний при температуре старения 700 °С. В большей степени это связано с очень резким возрастанием механических свойств, обусловленное развитием прерывистого распада. На рис. 3 приведены микрофотографии, полученные на оптическом микроскопе. Анализ микроструктур показывает, что с увеличением времени старения резко увеличивается объемная доля прерывистого распада. Эти данные хорошо коррелируют с результатами механических свойств сплава 47XNM, прошедших дисперсионное твердение при 700 °С.

На фотографиях видно, что прерывистый распад сопровождается возникновением по границам зерен участков повышенной травимости, которые в процессе изотермического отпуска распространяются вглубь зерна. В других участках металлографического шлифа микроструктура остается неизменной. На фотографиях области прерывистого распада проявляются как темные участки повышенной травимости на светлом поле нераспавшейся матрицы (рис. 3, а), при больших увеличениях (рис. 3, б) области прерывистого распада представляют собой колонии из чередующихся между собой пластинок.

Для изучения внутренней структуры ячеек прерывистого распада был привлечен метод электронной микроскопии, который позволил исследовать природу выделяющейся фазы, ориентационные соотношения в состаренном сплаве, а также морфологию различных стадий прерывистого распада.

На рис. 4–6 приведены электронные микрофотографии состаренного сплава 47XNM при 700 °С после закалки от 1250 °С в течение 1 мин. Микрострук-

турные исследования показали, что после старения при указанной температуре закаленных образцов интенсивно развивается прерывистый распад с выделением некогерентной  $\alpha$ -фазы на основе хрома, причем объемная доля его возрастает с увеличением времени старения, достигая максимальных значений за 5...10 ч старения. Анализ микродифракционных картин показал, что частицы прерывистого распада в виде пластинчатых выделений представляют собой некогерентную  $\alpha$ -фазу на основе хрома (твердый раствор никеля в хrome). На рис. 4, в, представлена точечная электронограмма, снятая с области прерывистого распада, изображающая сложную микродифракционную картину от матрицы и ламелей прерывистого распада. На электронограмме видно две системы рефлексов – от матрицы  $\gamma$ -твердого раствора ГЦК структуры и  $\alpha$ -фазы ОЦК-структуры.

Прерывистое выделение  $\alpha$ -фазы в сплаве 47XNM начинается с границ зерен, на которых первоначально образуются зародыши новой фазы, развивающиеся в характерные ячейки (рис. 4, а), состоящие из ламелей (точнее из пластинок или стержней)  $\alpha$ -фазы и обедненного твердого раствора. Ячейки прерывистого распада имеют некогерентную границу с матрицей, вдоль которой с большой скоростью протекает диффузия растворенных компонентов, что и определяют большую скорость прерывистого распада. По границе, огибающей ячейку, атомы растворенного элемента поступают к ламелям прерывистого распада и стимулируют их рост. При этом граница перемещается синхронно с растущими ламелями. Наблюдения микроструктур (рис. 4–6) показывают, что ламели

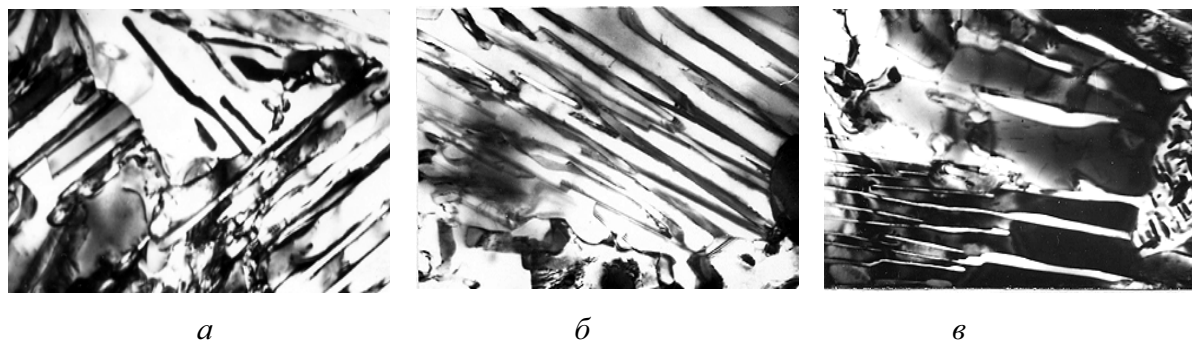


Рис. 5. Структура состаренного сплава 47XNM после закалки от 1250 °С, 1 мин: а) и б) 700 °С, 5 ч,  $\times 23000$ ; в) 700 °С, 10 ч,  $\times 8500$



Рис. 6. Структура сплава 47XNM после закалки от 1250 °С, 1 мин и старения при 700 °С, 10 ч: а)  $\times 8500$ ; б)  $\times 8000$ ; в)  $\times 13000$

в ячейках прерывистого распада не остаются идеально прямыми и параллельными, а как бы расходятся, следуя возрастающему диаметру ячейки. Однако, межламелльное расстояние остается постоянным, благодаря вновь возникающим пластинкам.

В сплаве 47XNM распад пересыщенного твердого раствора происходит по сложному механизму, поскольку исследуемый сплав в закаленном состоянии является двухфазным, т. е. состоящим из  $\gamma$ -твердого раствора хрома в никеле – матрица сплава с ГЦК-структурой и твердого раствора никеля в хrome –  $\alpha$ -фаза с ОЦК-структурой.

При старении сплава при 700 °С одновременно в обеих фазах начинается распад пересыщенного твердого раствора. В матрице сплава на основе никеля протекает прерывистый распад с образованием ламелей  $\alpha$ -фазы и обедненных участков матрицы хромом между пластинками  $\gamma$ -фазы. Одновременно с этим происходит распад и во второй фазе –

$\alpha$ -фазе, причем распад носит характер гомогенного с выделением новой фазы на основе никеля.

#### Выводы

Старение закаленного сплава 47XNM при температуре 500 °С в течение 5...10 ч не приводит к распаду пересыщенного твердого раствора.

При повышении температуры старения до 600 °С начинают проявляться признаки распада в частицах  $\alpha$ -фазы гомогенного типа.

Показано, что после старения при 700 °С закаленных образцов интенсивно развивается прерывистый распад с выделением некогерентной  $\alpha$ -фазы на основе хрома, причем объемная доля его возрастает с увеличением времени старения, достигая максимальных значений за 5...10 ч старения.

Увеличение времени старения при 700 °С до 10 ч приводит к увеличению размеров ламелей прерывистого распада и расстояний между ними.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Рахштадт А.Г. Пружинные стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1971. – 496 с.
2. Солонин М.И., Кондратьев В.П., Вотинов С.Н. Сплав ХНМ-1 как перспективный материал для элементов конструкции ядерных и термоядерных реакторов с водным теплоносителем // ВАНТ. Сер. Материаловедение и новые материалы. – 1995. – Вып. 1(52). – С. 13–20.
3. Колотушкин В.И. Влияние структурного состояния на стабильность Cr-Ni сталей и сплавов при облучении нейтронами // Физика металлов и материаловедение. – 2004. – Т. 97. – № 2. – С. 63–73.
4. Мукажанов Е.Б., Скаков М.К., Петров В.А., Ахметжанов Б.К. Влияние различных режимов закалки на механические свойства пружинного Cr-Ni сплава // Вестник Национальной Академии наук РК. Алматы. – 2006. – № 4. – С. 65–68.
5. Скаков М.К., Мукажанов Е.Б., Ахметжанов Б.К. Фазово-структурные изменения в дисперсионно-твердеющем сплаве 47XNM после закалки // Известия Национальной Академии наук РК. Серия химическая. Алматы. – 2006. – № 2(356). – С. 75–78.

Поступила 14.11.2006 г.